



## Modélisation du comportement de composite à matrice céramique sous sollicitation de fatigue

Elen Hémon, Myriam Kaminski, Nicolas Carrere, Jean-François Maire,  
Stéphane Otin, Anne Mouret, Eric Martin

### ► To cite this version:

Elen Hémon, Myriam Kaminski, Nicolas Carrere, Jean-François Maire, Stéphane Otin, et al.. Mod-  
élisation du comportement de composite à matrice céramique sous sollicitation de fatigue. 17èmes  
Journées Nationales sur les Composites (JNC17), Jun 2011, Poitiers-Futuroscope, France. pp.197.  
hal-00597482

**HAL Id: hal-00597482**

**<https://hal.science/hal-00597482>**

Submitted on 1 Jun 2011

**HAL** is a multi-disciplinary open access archive for the deposit and dissemination of scientific research documents, whether they are published or not. The documents may come from teaching and research institutions in France or abroad, or from public or private research centers.

L'archive ouverte pluridisciplinaire **HAL**, est destinée au dépôt et à la diffusion de documents scientifiques de niveau recherche, publiés ou non, émanant des établissements d'enseignement et de recherche français ou étrangers, des laboratoires publics ou privés.

# **Modélisation du comportement de composite à matrice céramique sous sollicitation de fatigue**

## ***Modeling of ceramic matrix composite behavior under fatigue loading***

**Elen Hémon<sup>1,2</sup>, Myriam Kaminski<sup>1</sup>, Nicolas Carrere<sup>1</sup>, Jean-François Maire<sup>1</sup>,  
Stéphane Otin<sup>2</sup>, Anne Mouret<sup>3</sup> et Eric Martin<sup>4</sup>**

1 : ONERA

DMSC/MS – 29 avenue de la Division Leclerc -92322 Châtillon

e-mail : Elen.Hemon@onera.fr, Nicolas.Carrere@onera.fr

2 : SAFRAN - SNECMA Villaroche

Rond Point René Ravaud-Réau 77550 Moissy-Cramayel

3 : SAFRAN - Snecma Propulsion Solide

Les 5 chemins 33187 Le Haillan

4 : LCTS

Université de Bordeaux 1 – 3 allée de la Boétie 33600 Pessac

### **Résumé**

Le présent article propose une approche permettant de déterminer la durée de vie d'un composite à matrice céramique en fatigue. Cette approche est mise en place par un couplage entre un modèle d'endommagement purement mécanique et un modèle basé sur la physico-chimie du matériau. En effet, la physico-chimie du matériau joue un rôle très important sur la tenue à long terme du composite. Sous atmosphère oxydante, les composites à matrice céramique s'oxydent, ce qui entraîne une rupture prématurée du matériau. Cependant la création d'une matrice multiséquentielle autocicatrisante permet, à partir d'une certaine température, la formation d'un bouchon de verre, limitant l'oxydation du composite.

Le modèle mécanique permet de calculer la loi de comportement en statique, puis en fatigue par un accroissement de l'endommagement matriciel directement lié au cyclage. On constate que le cyclage influence l'endommagement du composite et donc l'oxydation du matériau. Le modèle physico-chimique permet, quant à lui, de prendre en compte les cinétiques d'endommagement des fibres liées à l'oxydation de l'interphase, mais aussi la création du bouchon de verre limitant cette oxydation. L'oxydation de l'interphase va fortement dépendre du temps d'ouverture des fissures. Le modèle physico-chimique est donc fonction du temps alors que le modèle mécanique dépend directement du nombre de cycles, avec de plus la nécessité de coupler ces deux modèles.

### **Abstract**

This paper proposes an approach to determine the lifetime in fatigue of a ceramic matrix composite. This approach is done by coupling a mechanical damage model and a physico-chemistry model. Indeed, the physico-chemistry of the material plays a very important role in the lifetime of the composite. Under oxidizing atmosphere, the ceramic matrix composites oxidize, causing premature failure of the material. However, the creation of a self-healing matrix allows, from a certain temperature, the creating of a glass cap, limiting the oxidation of the composite.

The mechanical model calculates the static and fatigue behavior by increasing the matrix damage directly linked to cycling. We found that the cycling influences the damage of composite and therefore the oxidation of the material. The physico-chemistry model allows, as for it, to take into account the kinetics of fiber damage related to oxidation of the interphase, but also the creation of the glass cap limiting this oxidation. The oxidation of the interphase will depend on the duration of crack opening. The physico-chemistry model is a function of time while the mechanical model depends directly on the number of cycles, with furthermore the need to couple these two models.

**Mots Clés :** Composites à Matrice Céramique, Durée de vie, Fatigue, Oxydation, Endommagement.

**Keywords:** Ceramic Matrix Composites, Lifetime, Fatigue, Oxidation, Damage.

## **1 Introduction**

Les composites à matrice céramique (CMC) par leurs bonnes propriétés mécaniques en température et leur faible masse intéressent de plus en plus les industriels de l'aéronautique. Jusqu'ici principalement employés dans des applications spatiales ou militaires, l'utilisation des CMCs dans

les moteurs civils permettrait une augmentation de la température d'utilisation et un gain de masse non négligeable, augmentant considérablement les performances des moteurs. Toutefois, le point faible de ces composites réside dans la faible tenue à l'oxydation des fibres céramiques qui conditionnent leur durée de vie. Afin de pallier ce problème, des matrices multiséquencées ont été développées depuis quelques années au sein du composite permettant, à partir d'une certaine température, la fabrication d'un verre qui ralentit l'arrivée de l'oxygène sur la fibre [1], [2].

L'utilisation de ce type de matériau dans les moteurs civils nécessite aujourd'hui de disposer de méthodes de dimensionnement adéquates. Il apparaît alors indispensable d'avoir des modèles de comportement, d'endommagement et de rupture qui prennent en compte les phénomènes d'oxydation et qui sont utilisables dans un code de calcul par éléments finis.

Dans cette optique, l'Onera développe depuis quelques années un modèle de comportement d'endommagement et de rupture sous sollicitation statique (Onera Damage Model, ODM) pour les composites à matrice céramique. Cette approche est écrite à l'échelle mésoscopique permettant une utilisation efficace dans un code de calcul. Le travail proposé dans cet article consiste à poursuivre le développement de ODM [3] en statique pour les composites à matrice céramique pour pouvoir l'étendre ensuite au comportement en fatigue. Dans la première partie de cet article, nous rappellerons les grands principes du modèle ODM en statique. La seconde partie sera consacrée à la présentation des propriétés physico-chimiques mises en jeu pour des sollicitations à long terme (fatigue). Les premières bases de la modélisation y seront présentées. Enfin, les perspectives à ce travail en terme de modélisation seront présentées dans la dernière partie.

## 2 Onera Damage Model en statique pour les CMCs

Les composites à matrice céramique sont des matériaux orthotropes avec un comportement non linéaire (cf. Fig. 1).

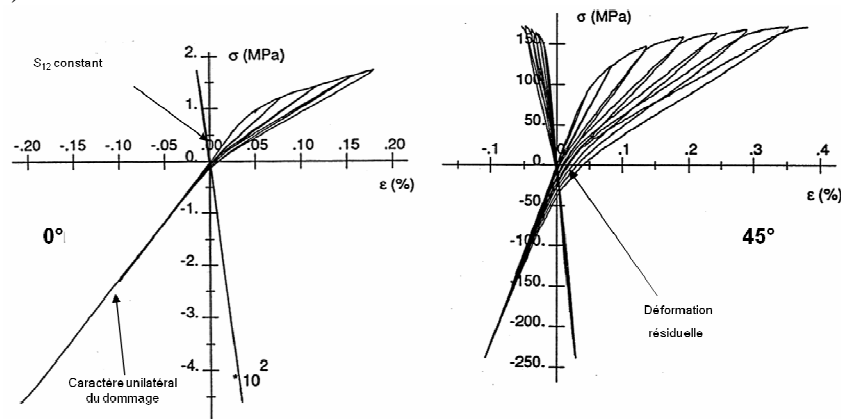


Fig. 1. Courbes contrainte/déformation pour un essai de traction-compression sur un composite tissé 2D SiCf/SiC : (a) dans le sens du renfort ; (b) hors-axes à 45° [4].

Le modèle d'endommagement, développé dans le cadre de ce travail pour les composites à matrice céramique, fournit des réponses très semblables au modèle à variables d'endommagement tensorielles [5] permettant de décrire les endommagements qui sont orientés par le chargement. Ce modèle d'endommagement exprimé en déformation est écrit dans le cadre de la Mécanique Continue de l'Endommagement. Ce cadre considère l'endommagement comme un processus de déformation de la matière faisant intervenir les défauts au travers d'un concept d'homogénéisation et décrit leur évolution de façon macroscopique, en restant dans le cadre de la Mécanique des Milieux Continus. Les concepts de base de la Mécanique Continue de l'Endommagement sont énoncés au travers d'un formalisme thermodynamique. Le modèle reposant sur la définition du potentiel d'énergie libre de Helmholtz permet de déterminer la loi d'état par la dérivée du potentiel par rapport à la déformation. Les forces thermodynamiques associées aux variables d'endommagement sont quant à elles définies dans le cadre non standard, c'est-à-dire qu'elles ne

sont pas obtenues par dérivation du potentiel thermodynamique. Elles ont été redéfinies afin de garder le caractère explicite de la formulation et la cohérence thermodynamique, l'avantage étant de simplifier l'identification et d'avoir une plus grande efficacité calculatoire [6].

Le modèle d'endommagement peut-être décomposé en trois grandes parties : (i) linéaire jusqu'à un seuil du dommage matriciel, (ii) non linéaire jusqu'au seuil de rupture des torons et (iii) un comportement adoucissant qui prend en compte la rupture progressive des torons (cf. Fig. 2).

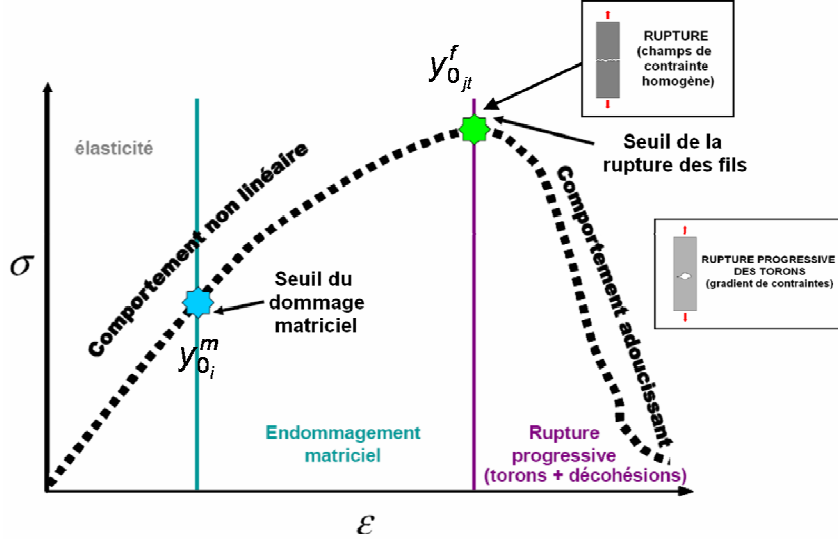


Fig. 2. Schématisation du comportement de matériaux tissés jusqu'à la rupture en statique.

L'apparition de fissure dans le matériau va entraîner une augmentation de la souplesse. L'évolution de l'endommagement est décrite au travers de plusieurs variables d'endommagement  $(d_i^m, d_j^f)$  qui seront expliquées dans la suite. L'effet de ces endommagements sur la souplesse est décrit grâce à des tenseurs d'effet (d'ordre 4).

$$\underline{\underline{\tilde{S}}} = \underline{\underline{S}}^0 + \sum_{i=1}^5 \eta_i^m d_i^m \underline{\underline{H}}_i^m + \sum_{j=1}^3 \eta_j^f d_j^f \underline{\underline{H}}_j^f \quad (\text{Eq. 1})$$

avec  $\underline{\underline{\tilde{S}}}$  le tenseur des souplesses endommagées,  $\underline{\underline{H}}_i^m$  et  $\underline{\underline{H}}_j^f$  les tenseurs d'effet associés respectivement aux variables d'endommagement  $d_i^m, d_j^f$  et  $\eta_i^m, \eta_j^f$  représentant les index de désactivation.

Pour quantifier l'effet de l'endommagement sur le composite cinq variables d'endommagement matriciel ont été introduites. En effet, l'une des particularités des composites à matrice céramique est que les endommagements sont orientés préférentiellement par le chargement et non par leur microstructure. Nous notons respectivement  $d_1^m, d_2^m, d_3^m, d_4^m$  et  $d_5^m$  (cf. Fig. 3) les variables d'endommagement matriciel créées par des sollicitations dans les directions chaîne, trame, hors plan,  $+45^\circ$  et  $-45^\circ$ . La particularité de la variable d'effet de dommage  $d_3^m$  est qu'elle tient compte du couplage plan/hors plan. En effet, sous sollicitation suivant la direction 1 ou la direction 2, des fissures parallèles au chargement peuvent être créées.

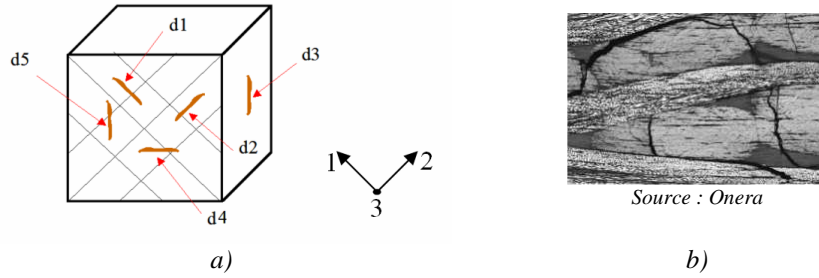


Fig. 3. Modes d'endommagement plan et hors plan. (a) Schématisation des modes de rupture, (b) Observation de fissures hors plan dans un composite tissé.

Concernant la rupture progressive des torons, nous avons introduit une variable scalaire d'endommagement  $(d_j^f)$  pour chaque direction d'orthotropie (chaîne, trame et hors plan) et chaque mode de ruine des fibres (traction et compression) en tenant compte du couplage avec le cisaillement.

La cinétique de ces variables d'endommagement se base sur la définition de forces thermodynamiques. La théorie générale de ce modèle repose sur le fait qu'il existe une cinétique pour chaque variable d'endommagement. Pour cela des critères multiples et découplés sont choisis et seront associés à chaque variable d'endommagement.

En compression, les composites à matrice céramique ont un comportement de type linéaire élastique fragile. En effet lors du passage en compression les fissures vont se refermer progressivement et le module de compression sera alors proche du module d'un matériau sain. L'aspect de fermeture progressive des fissures et donc du caractère unilatéral de l'endommagement matriciel est introduit dans ODM par un index de désactivation  $(\eta_i)$ . Finalement, la relation contrainte/déformation est de la forme suivante :

$$\underline{\sigma} = \underline{\tilde{C}} : (\underline{\varepsilon} - \underline{\varepsilon}^0 - \underline{\varepsilon}^{th}) - \underline{\tilde{C}}^f (\underline{\varepsilon}^r + \underline{\varepsilon}^s - \underline{\varepsilon}^0) \quad (\text{Eq. 2})$$

où  $\underline{\tilde{C}}$  est le tenseur d'ordre 4 des rigidités tenant compte de l'endommagement matriciel et de la rupture progressive des torons, alors que  $\underline{\tilde{C}}^f$  ne tient compte que de la rupture progressive des torons. Les tenseurs  $\underline{\varepsilon}^0, \underline{\varepsilon}^{th}, \underline{\varepsilon}^r, \underline{\varepsilon}^s$  sont respectivement la déformation correspondant au moment de la fermeture des fissures, la déformation thermique, la déformation résiduelle et la déformation stockée.

Ce modèle est actuellement implémenté dans le code de calcul implicite Z-set [7]. La Fig. 4 montre des résultats de traction cyclée pour l'étude de notre matériau, le Cerasep A40C.

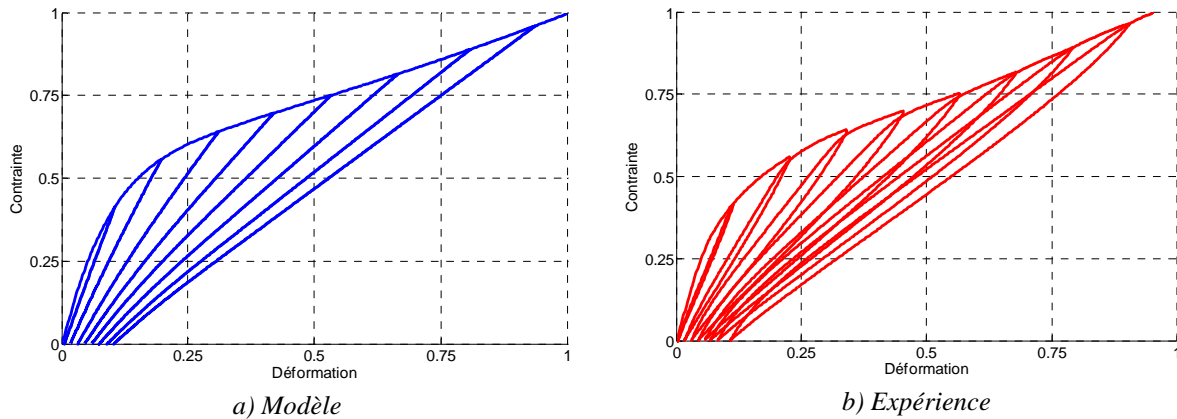


Fig. 4. Réponse contrainte/déformation pour un essai de traction/compression incrémentale à 90°

### 3 Tenue à long terme

Le réseau de fissures orienté par le chargement est dans un premier temps localisé dans la matrice, puis se propage jusqu'aux fibres. Ce réseau de fissures est alors un chemin privilégié pour l'oxygène pouvant conduire à l'oxydation des fibres et à la ruine par propagation sous critique des défauts. Toutefois, les fibres sont recouvertes d'une interphase constituée d'un empilement de couche à base de carbone dont le rôle est de dévier les fissures parallèlement aux fibres (cf. Fig. 5).

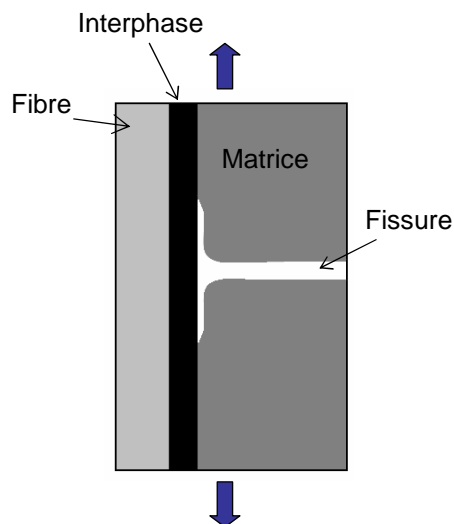


Fig. 5. Rôle de l'interphase

Or, à partir d'une certaine température, cette interphase va s'oxyder, permettant à l'oxygène de parvenir jusqu'aux fibres diminuant significativement la durée de vie du composite.

De plus, sous sollicitation de fatigue, la répétition de plusieurs cycles va entraîner une usure progressive de l'interphase en pointe de fissure. Cette usure provoque alors une propagation des décohésions fibres/matrice augmentant ainsi le rapport de charge au niveau des fibres et conduit donc à une probabilité de rupture plus grande.

La durée de vie en fatigue des composites à matrice céramique dépend donc à la fois d'un aspect mécanique et d'un aspect physico-chimique. D'un point de vue pratique, les aspects mécaniques de la fatigue des composites à matrice céramique seront modélisés grâce au modèle d'endommagement ODM auquel sera couplé un modèle physico-chimique (cf. Fig. 6).

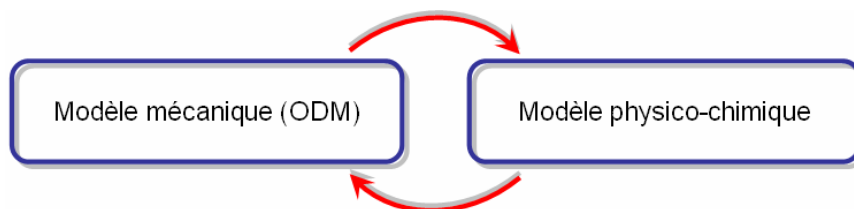


Fig. 6. Schématisation de la méthode de résolution de ODM en fatigue.

### 3.1 Résultats expérimentaux

Snecma Propulsion Solide a réalisé plusieurs essais de fatigue sur le Cerasep A40C. La Fig. 7 représente la perte de module normée en fonction du nombre de cycles normalisé pour deux essais de fatigue à 450°C, avec un rapport de charge de 0.6 (charge minimale divisée par charge maximale). Seule la fréquence de sollicitation diffère entre ces deux essais.

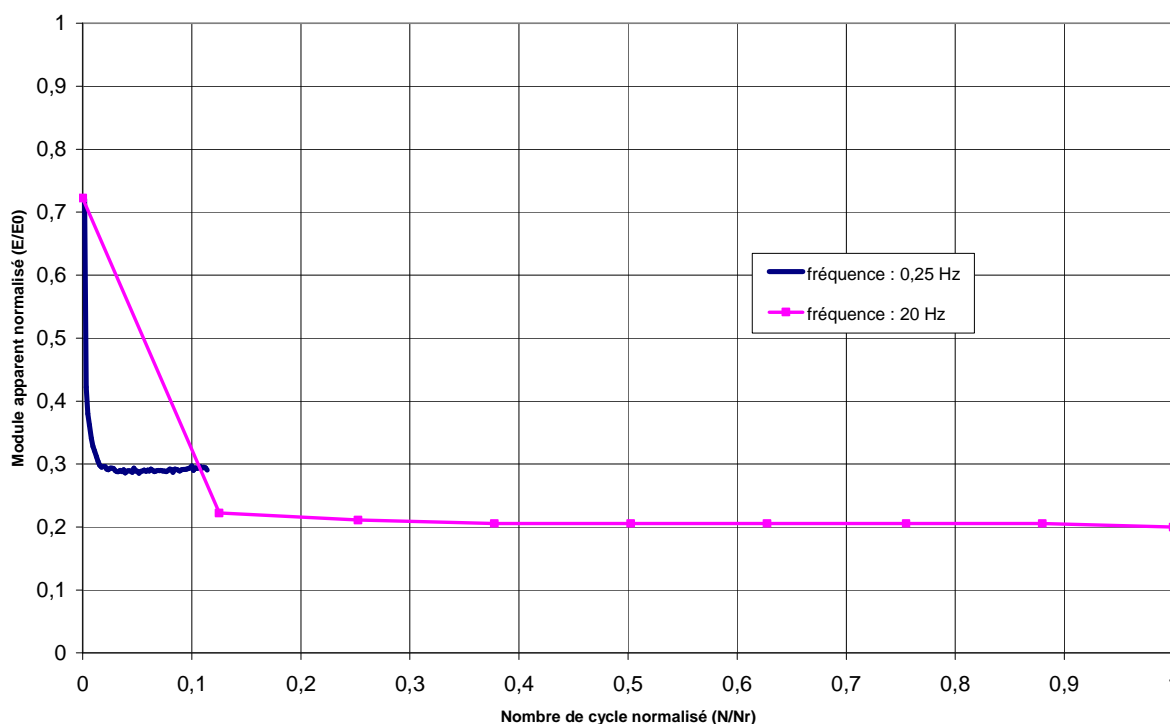


Fig. 7. Résultat d'essai montrant la perte du module apparent pour des essais de fatigue à 20Hz et 0,25Hz à 450°C, avec  $E_0$  le module théorique initiale et  $N_r$  le cycle à rupture de l'essai à 20Hz. (source : SPS).

On constate que, pour le même nombre de cycle, pour une fréquence de 0,25Hz le module chute d'environ 60%, alors qu'il chute de l'ordre de 70% pour une fréquence de 20Hz. Cette chute du module peut être expliquée par le fait qu'à haute fréquence on réalise un nombre plus important de cycles qu'à basse fréquence. L'augmentation du nombre de cycles engendre un endommagement matriciel plus important et une usure par émoussement de l'interphase. En effet, le rôle de l'interphase dans ces matériaux est de dévier les fissures arrivant perpendiculairement aux fibres. Or sous cyclage, ces fissures vont s'émousser et détériorer l'interphase. On en déduit que le nombre de cycles joue un rôle mécanique sur l'endommagement. Cependant, on peut penser que plus l'endommagement est important, plus les fibres vont être sollicitées et entraîneront la rupture prématurée du composite. Or, sur la Fig. 7 on constate que le nombre de cycles à rupture de l'éprouvette sollicitée à 0,25Hz est dix fois plus faible que pour des hautes fréquences. Cette différence s'explique par le fait que la durée d'un cycle est plus grande, et permet donc une

dégradation des fibres par oxydation plus importante. En fait, la durée réelle de l'essai à 0,25Hz est dix fois plus longue en temps que la durée de l'essai à 20Hz (cf. Fig. 8).

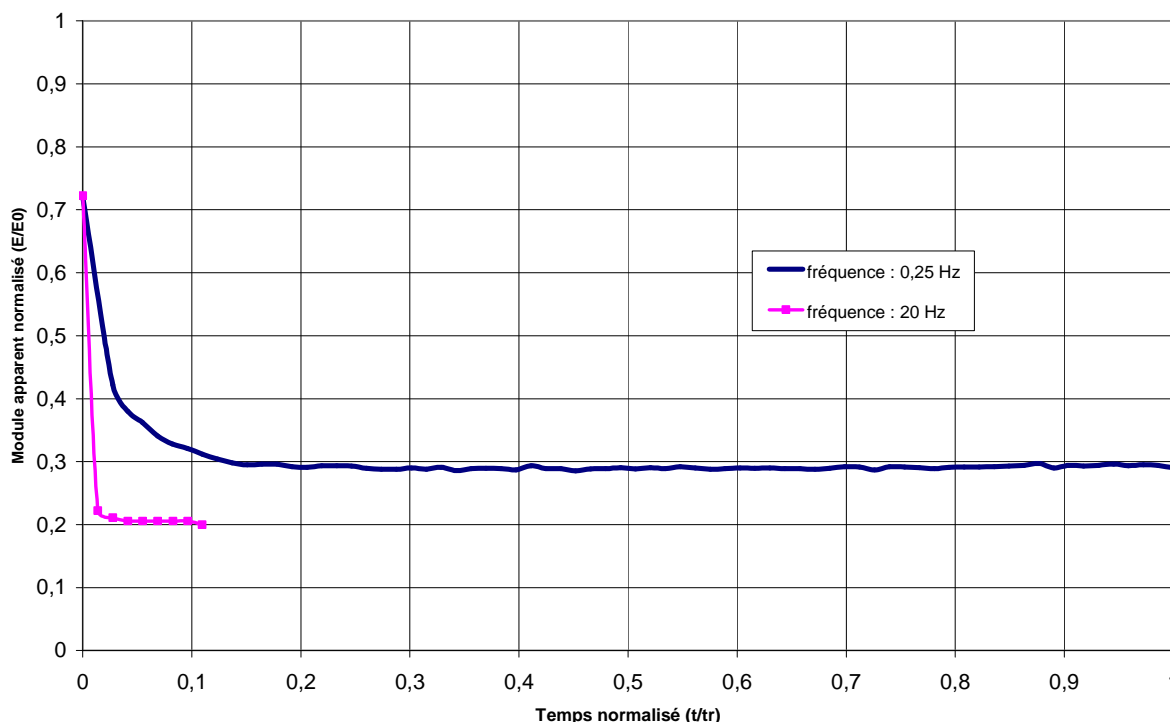


Fig. 8. Résultat d'essai montrant la perte du module apparent pour des essais de fatigue à 20Hz et 0,25Hz à 450°C, avec  $E_0$  le module théorique initiale et  $t_r$  le temps à rupture de l'essai à 0,25 Hz. (source : SPS).

Au vu de ces essais, on en déduit que le temps joue un rôle important sur la durée de vie du matériau ainsi que le nombre de cycles.

Des essais de fatigue à température ambiante, à 450°C et à 650°C ont également été réalisés par Snecma Propulsion Solide sur le Cerasep A40C (cf. Fig. 9). Ces essais, à même contrainte et même fréquence, montrent que la durée de vie du composite à 20°C (c'est-à-dire sans oxydation), est supérieure à celle obtenue pour une température de 450°C, ce qui confirme le rôle de l'oxydation sur la durée de vie. Par contre, à 650°C (domaine autocicatrisant) l'introduction d'une matrice multiséquentielle va permettre la création d'un bouchon de verre, augmentant considérablement la durée de vie du matériau. On observe, en comparant les essais à 20°C et à 650°C, une évolution différente de l'endommagement (cf. Fig. 9) qui peut s'expliquer par des effets « mécaniques » de la création du verre (colmatage des fissures, modification de l'usure,...).



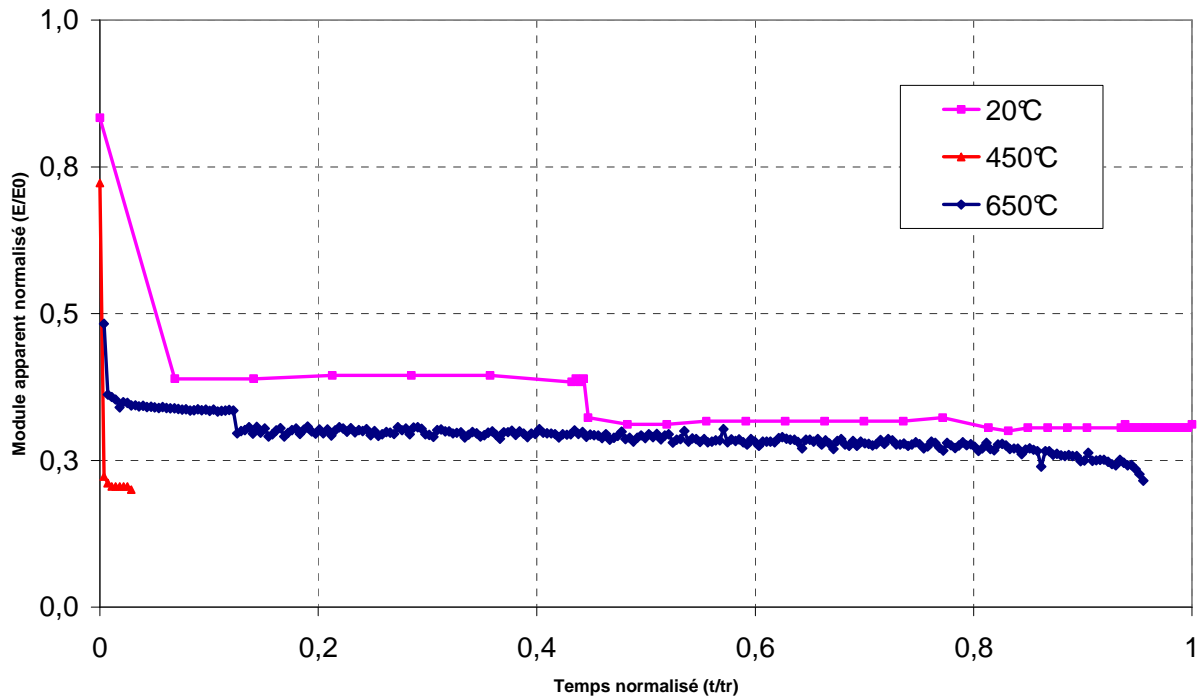


Fig. 9. Résultat d'essai montrant l'influence de la température sur la durée de vie du CMC avec  $E_0$  le module théorique initial et  $t_r$  le temps de fin d'essai à 20°C (source : SPS).

### 3.2 Aspect mécanique de la prévision de la durée de vie

Afin de garder un caractère macroscopique du modèle de fatigue, pour faciliter son utilisation dans le cadre d'un calcul de structure, nous considérons que les mécanismes d'endommagement en fatigue sont les mêmes qu'en statique. Le chargement de fatigue va conduire à un accroissement de l'endommagement de la matrice ( $d_{total}^m$ ) :

$$d_{total}^m = d_{statique}^m + \Delta d_{fatigue}^m(N, \text{chargement}, d_{total}^m) \quad (\text{Eq. 3})$$

Cet accroissement est fonction du nombre de cycles ( $N$ ), des paramètres qui caractérisent le cycle mécanique (chargement minimum, rapport de charge...) et de l'endommagement créé lors du cycle précédent. En général, les paramètres caractéristiques de la fatigue (c'est-à-dire le moteur de l'endommagement de fatigue) sont déterminés à partir des contraintes maximales et minimales du cycle. Dans le cadre de chargements multiaxiaux, la contrainte est un tenseur d'ordre 2, la notion même de contrainte maximale ou minimale perd donc son sens. Pour pallier ce problème, il convient de définir une variable scalaire permettant la caractérisation des cycles. L'accroissement de l'endommagement à la fatigue sera donc défini, non plus directement à partir des paramètres de caractérisation des essais de fatigue, mais à partir d'une variation des forces thermodynamiques, celles-ci étant des variables scalaires.

$$\Delta d_{fatigue}^m = f(N, \Delta y_{fatigue}^m, d_{total}^m) \quad (\text{Eq. 4})$$

Le transfert de charge fibre/matrice est influencé par l'état d'endommagement de la matrice. En effet, plus la matrice est endommagée plus le transfert de charge sur les fibres sera important. C'est pourquoi, nous considérons que la charge portée par les fibres est fonction de la déformation dans le

sens des fibres, mais également de l'état d'endommagement de la matrice. La force thermodynamique associée s'écrit :

$$y^f = \overline{C}(d_{total}^m) : \langle \varepsilon \rangle_+^2 \quad (\text{Eq. 5})$$

### 3.3 Aspect physico-chimique de la prévision de la durée de vie

Le réseau de fissure préalablement orienté par le chargement et localisé dans la matrice est un chemin privilégié permettant à l'oxygène d'accéder aux fibres. Cette quantité d'oxygène ( $\theta$ ) va ainsi modifier le seuil de rupture des fils,  $Y_0^f$ , cf. Fig. 2. En effet, plus une quantité importante d'oxygène arrive au niveau des fibres, plus les fibres sont fragilisées. Cette quantité d'oxygène dépend de l'endommagement matriciel,  $d_{total}^m$  (cf. Eq. 2), de l'état des fissures (ouvertes ou non)  $\eta$  et de l'efficacité du bouchon noté  $\eta_{ox}$  dans le modèle. L'efficacité de ce bouchon va dépendre à la fois de la température (cf. Fig. 9) et du chargement :

$$\eta_{ox}(\tau) = h(T(\tau), \varepsilon(\tau)) \quad (\text{Eq. 6})$$

Le seuil de rupture des fibres s'écrit alors :

$$Y_0^f = f(\theta) \quad \text{avec} \quad \theta = g \left( d_{total}^m(\varepsilon, \tau), \eta(\varepsilon, \tau), \eta_{ox}(\tau) \right)_{0 < \tau \leq t} \quad (\text{Eq. 7})$$

## 4 Conclusion

Pour la certification de pièces en composite à matrice céramique, il apparaît indispensable de disposer de modèles de comportement, d'endommagement et de rupture prenant en compte les phénomènes d'oxydation et utilisables dans un code de calcul par éléments finis. Dans cette optique, un modèle d'endommagement a été développé pour décrire le comportement jusqu'à rupture de composite à matrice céramique. Ce modèle prend en compte l'endommagement et la rupture progressive des torons. Dans un second temps, la mise en place d'un modèle mécanique macroscopique couplé à un modèle physico-chimique macroscopique a été présentée. La philosophie de ce modèle est résumée sur la Fig. 10.

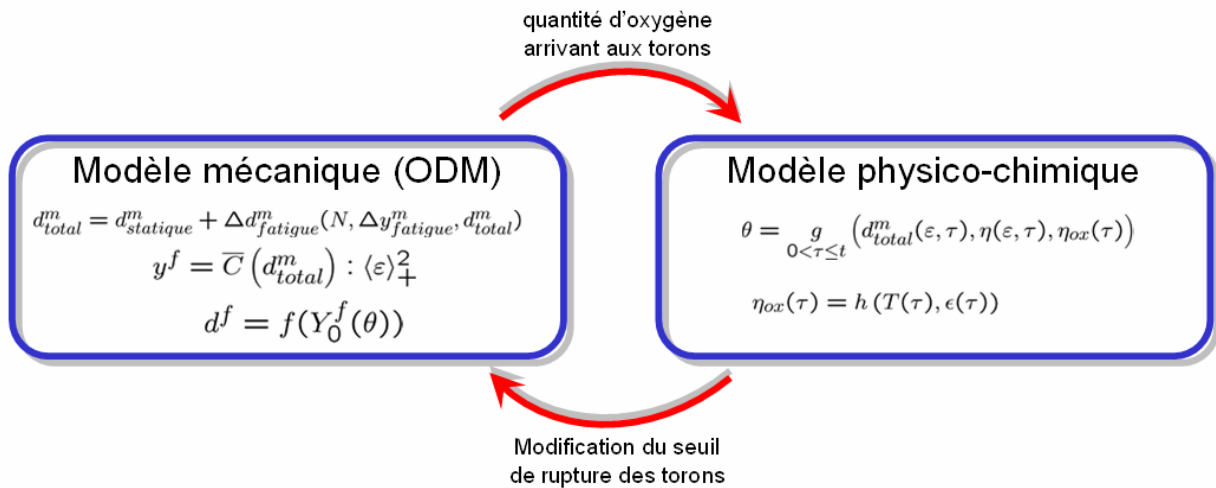


Fig. 10. Principe du modèle d'endommagement mécanique/physico-chimique.

Cette démarche permet ainsi de prévoir la durée de vie due composite à matrice céramique car les forces thermodynamiques des torons et le seuil de rupture progressive sont fonction du nombre de cycles à rupture,  $N_R$ . La rupture du composite est alors prévue quand la force thermodynamique caractéristique de la rupture progressive des torons va être supérieure au seuil d'endommagement des torons :

$$y_{jt}^f(d_{total}^m(N_R)) \geq y_0^f(\theta(N_R)) \quad (\text{Eq. 8})$$

Enfin cette démarche permettra de déterminer les performances résiduelles ( $\varepsilon_{rupture}$ ) du composite. Au bout de N cycles, la tenue résiduelle du matériau pourra être définie de la manière suivante :

$$y_{jt}^f(\varepsilon_{rupture}, d_{total}^m) \geq y_0^f(\theta(N)) \quad (\text{Eq. 9})$$

L'étape suivante consiste à identifier ce modèle sur les essais disponibles.

## Références

- [1] O. Penas, « Etude de composites SiC/SiBC à matrice multiséquencée en fatigue cyclique à hautes températures sous air », Thèse de Doctorat, INSA Lyon, 2002.
- [2] O. De Melo-Loseille, « Prévion de la durée de vie des composites à matrice céramique autocicatrisante, en fatigue statique, à haute température ( $\leq 800^\circ\text{C}$ ) », Thèse de Doctorat, Université de Bordeaux 1, 2010.
- [3] L. Marcin, « Modélisation du comportement, de l'endommagement et de la rupture de matériaux composites à renforts tissés pour le dimensionnement robuste de structures », Thèse de Doctorat, Université de Bordeaux 1, 2010.
- [4] A. Gasser, P. Ladevèze, M. Poss, « Damage mechanism of woven SiC/SiC composite: modeling and identification », Composite Science and Technology, 56, (1996), pp. 779-784.
- [5] J.F. Maire, J.L. Chaboche, « A new formulation of continuum damage mechanics (CDM) for composite materials », Aerospace Science and Technology, 1, 4, (1997), pp. 247-257.
- [6] J.F. Maire « Endommagement : caractère unilatéral, anisotropie initiale et induite », Aussois 2011, pp. 93-102.
- [7] Z-set package: [www.nwnumerics.com](http://www.nwnumerics.com), [www.onera.fr](http://www.onera.fr) (2001)